

This Page Is Inserted by IFW Operations
and is not a part of the Official Record

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

- BLACK BORDERS
- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

**As rescanning documents *will not* correct images,
please do not report the images to the
Image Problem Mailbox.**

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 05-279802

(43)Date of publication of application : 26.10.1993

(51)Int.Cl.

C22C 38/00

C21D 8/02

C22C 38/50

(21)Application number : 03-069467

(71)Applicant : NISSHIN STEEL CO LTD

(22)Date of filing : 11.03.1991

(72)Inventor : HIROTSU SADAO
UEMATSU YOSHIHIRO
TAKEMOTO TOSHIHIKO
HAYASHI SHIGETO
TANAKA TERUO**(54) STAINLESS STEEL FOR SPRING EXCELLENT IN FATIGUE CHARACTERISTIC IN FORMED PART AS WELL AS IN SPRING CHARACTERISTIC AND ITS PRODUCTION****(57)Abstract:****PURPOSE:** To obtain a stainless steel material excellent in fatigue characteristics in a formed part while maintaining superior spring characteristic.**CONSTITUTION:** The stainless steel having a composition which consists of, by weight, $\leq 0.08\%$ C, $\leq 3.0\%$ Si, $\leq 4.0\%$ Mn, $4.0-10.0\%$ Ni, $13.0-20.0\%$ Cr, $0.06-0.30\%$ N, $\leq 0.007\%$ O, and the balance Fe with inevitable impurities and further contains, if necessary, either or both of $\leq 3.0\%$ Mo and $0.5-3.0\%$ Cu and/or one or two kinds among $0.1-1.0\%$ each of Ti, Nb, and V and where respective components are regulated so that the value of M represented by equation $M=330-(480 \times C\%)-(2 \times Si\%)-(10 \times Mn\%)-(14 \times Ni\%)-(5.7 \times Cr\%)-(5 \times Mo\%)-(14 \times Cu\%)-(320 \times N\%)$ becomes ≥ 40 is obtained.**LEGAL STATUS**

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

(19)日本国特許庁(JP)

(12)公開特許公報(A)

(11)特許出願公開番号

特開平5-279802

(43)公開日 平成5年(1993)10月26日

(51)Int.Cl. ⁵	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 2 Z			
C 2 1 D 8/02		D 7412-4K		
C 2 2 C 38/50				

審査請求 未請求 請求項の数6(全10頁)

(21)出願番号	特願平3-69467	(71)出願人	000004581 日新製鋼株式会社 東京都千代田区丸の内3丁目4番1号
(22)出願日	平成3年(1991)3月11日	(72)発明者	廣津 貞雄 山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製 鋼株式会社鉄鋼研究所内
		(72)発明者	植松 美博 山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製 鋼株式会社鉄鋼研究所内
		(72)発明者	武本 敏彦 山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製 鋼株式会社鉄鋼研究所内
		(74)代理人	弁理士 和田 憲治

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 ばね特性および加工部の疲労特性に優れたばね用ステンレス鋼およびその製造方法

(57)【要約】 (修正有)

【目的】 優れたばね特性を保持したまま成型加工部の疲労特性に優れたステンレス鋼材料を得ること。

【構成】 重量%において、C:0.08%以下、Si:3.0%以下、Mn:4.0%以下、Ni:4.0~10.0%、Cr:13.0~20.0%、N:0.06~0.30%、O:0.007%以下を含み、場合によっては更に3.0%以下のMoまたは0.5~3.0%のCuを1種または2種および/またはTi、Nb、Vを0.1~1.0%の範囲でそれぞれ1種または2種を含み、かつ $M=330-(480 \times C\%) - (2 \times Si\%) - (10 \times Mn\%) - (14 \times Ni\%) - (5.7 \times Cr\%) - (5 \times Mo\%) - (14 \times Cu\%) - (320 \times N\%)$

の式に従うM値が40以上となるように各成分が調整され、残部がFeおよび不可避免的不純物からなるステンレス鋼。

【特許請求の範囲】

【

【請求項1】 重量%において、C：0.08%以下、Si：3.0%以下、Mn：4.0%以下、Ni：4.0～10.0%、Cr：13.0～20.0%、N：0.06～0.30%、O：0.007%以下を含み、かつ、

$$M=330-(480 \times C\%) - (2 \times Si\%) - (10 \times Mn\%) - (14 \times Ni\%) - (5.7 \times Cr\%) - (320 \times N\%)$$

の式に従うM値が40以上となるようにC、Si、Mn、Ni、Cr、N量が調整されており、残部がFeおよび不可避免的に混入してくる不純物からなるばね特性および加工部の疲労特性に優れたステンレス鋼。

【請求項2】 重量%において、C：0.08%以下、Si：3.0%以下、Mn：4.0%以下、Ni：4.0～10.0%、Cr：13.0～20.0%、N：0.06～0.30%、O：0.007%以下を含み、更に、3.0%以下のMoまたは0.5～3.0%のCuを1種または2種および／またはTi、Nb、Vを0.1～1.0%の範囲でそれぞれ1種または2種を含み、かつ

$$M=330-(480 \times C\%) - (2 \times Si\%) - (10 \times Mn\%) - (14 \times Ni\%) - (5.7 \times Cr\%) - (5 \times Mo\%) - (14 \times Cu\%) - (320 \times N\%)$$

の式に従うM値が40以上となるようにC、Si、Mn、Ni、Cr、Mo、Cu、N量が調整されており、残部がFeおよび不可避免的に混入してくる不純物からなるばね特性および加工部の疲労特性に優れたステンレス鋼。

【請求項3】 C：0.03%超え～0.08%、Si：1.0～3.0%、N：0.06～0.20%である請求項1または2に記載のステンレス鋼。

【請求項4】 重量%において、C：0.08%以下、Si：3.0%以下、Mn：4.0%以下、Ni：4.0～10.0%、Cr：13.0～20.0%、N：0.06～0.30%、O：0.007%以下を含み、場合によっては更に3.0%以下のMoまたは0.5～3.0%のCuを1種または2種および／またはTi、Nb、Vを0.1～1.0%の範囲でそれぞれ1種または2種を含み、かつ

$$M=330-(480 \times C\%) - (2 \times Si\%) - (10 \times Mn\%) - (14 \times Ni\%) - (5.7 \times Cr\%) - (5 \times Mo\%) - (14 \times Cu\%) - (320 \times N\%)$$

の式に従うM値が40以上となるように各成分が調整され、残部がFeおよび不可避免の不純物からなるステンレス鋼を通常の熱間圧延工程および冷間圧延工程を経たうえ焼鈍後に調質圧延して鋼板とするにさいし、該調質圧延前焼鈍の前における冷間圧延の圧延率を50%以上としたうえ、該調質圧延前焼鈍で結晶粒径が10μ以下の実質的にオーステナイト相からなる微細粒組織とし、該調質圧延において圧延率を45%以上として60容積%以上のマルテンサイト相を生成させることを特徴とするばね特性および加工部の疲労特性に優れたステンレス鋼の製造方法。

【請求項5】 調質圧延前焼鈍は700℃以上1000℃以下の温度領域で行う請求項4に記載の製造方法。

請求項6】 調質圧延された鋼板は、所望形状に成形加工後に300℃以上600℃以下の温度範囲で10秒間以上の時効処理が施される請求項4または5に記載の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、高強度と高いばね限界値を必要とし且つ成形加工性が要求される部材に適合するステンレス鋼に関する。本発明のステンレス鋼は、曲げ加工などの成形加工を必要とするばね部材であってかつ加工部に繰返し変動応力が加わるばね部品、例えば自動車やオートバイ等のエンジンを構成する金属ガasket部材やオートフアスナー等に供される。

【0002】

【従来の技術】従来より、ばね部品用のステンレス鋼素材としては、冷間加工によって簡単に高強度が得られる加工硬化型の準安定オーステナイト系ステンレス鋼のSU S301やSUS304、または加工硬化と析出硬化を併用したSU S631等が広く使用されてきた。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】例えばオートフアスナー、自動車やオートバイ等のエンジンを構成する金属ガasket部材などは成型加工を施した後で使用され、しかも優れた疲労特性およびばね特性が要求される。かような成形加工品に対して繰返し変動応力が加わるばね部品を前記のような従来のばね用ステンレス鋼素材を用いて製造すると（これらの素材はいずれも結晶粒径が20μ前後以上である）、成型加工のさいに加工部に肌荒れあるいはマイクロクラックが発生し、ばね部品としての使用中において加工部に繰返し変動応力が加わると該肌荒れあるいはマイクロクラックから疲労クラックが発生し、低い変動応力で破断に至ることがしばしばあった。このため従来材では成型加工R（曲率半径）を大きくしたり、変動応力を小さくしたりすることで対応することを余儀無くされた。このため部品形状が大きくなったり、板厚の厚いものとなったりした。

【0004】したがって本発明の目的は、このような成型加工を施して使用されるばね部品において、本来のばね特性や成型加工性を保持したままでより成型加工部の疲労特性に優れた材料を提供することにある。

【0005】

【課題を解決するための手段】本発明によれば、重量%において、C：0.08%以下、Si：3.0%以下、Mn：4.0%以下、Ni：4.0～10.0%、Cr：13.0～20.0%、N：0.06～0.30%、O：0.007%以下を含み、かつ

$$M=330-(480 \times C\%) - (2 \times Si\%) - (10 \times Mn\%) - (14 \times Ni\%) - (5.7 \times Cr\%) - (320 \times N\%)$$

の式に従うM値が40以上となるようにC、Si、Mn、Ni、Cr、N量が調整されており、残部がFeおよび不可避免的に混入してくる不純物からなるばね特性および加工部の

疲労特性に優れたステンレス鋼、並びに、この鋼に更に、3.0%以下のMoまたは0.5~3.0%のCuを1種または2種および/またはTi, Nb, Vを0.1~1.0%の範囲でそれぞれ1種または2種を含有させ、かつ

$$M = 330 - (480 \times C\%) - (2 \times Si\%) - (10 \times Mn\%) - (14 \times Ni\%) - (5.7 \times Cr\%) - (5 \times Mo\%) - (14 \times Cu\%) - (320 \times N\%)$$

の式に従うM値が40以上となるように調整したばね特性および加工部の疲労特性に優れたステンレス鋼を提供する。

【0006】そして、該目的を達成する材料を工業的規模で製造する方法として、前記のステンレス鋼を通常の熱間圧延工程および冷間圧延工程を経たうえ焼鈍後に調質圧延して鋼板とする方法であって、該調質圧延前焼鈍の前における冷間圧延の圧延率を50%以上としたうえ、調質圧延前焼鈍で結晶粒径が10 μ 以下の実質的にオーステナイト相からなる微細粒組織とし、調質圧延において圧延率を45%以上として60容積%以上のマルテンサイト相を生成させることを特徴とするばね特性および加工部の疲労特性に優れたステンレス鋼の製造方法を提供する。そのさい、前記の調質圧延前焼鈍は700°C以上1000°C以下の温度領域で行う。また調質圧延された鋼板は、所望形状に成形加工後に300°C以上600°C以下の温度範囲で10秒間以上の時効処理を施す。なお、前記ステンレス鋼は好ましくは、C: 0.03%超え~0.08%, Si: 1.0~3.0%, N: 0.06~0.20%の範囲で含有させる。

【0007】[発明の詳細]本発明者らは前記の目的を達成すべく種々の試験研究を重ねてきたが、前記した成形加工時のミクロクラックの発生は結晶粒径に依存していることを知った。本発明はこの知見に基づき工業的規模での連続焼鈍ラインにおいて微細結晶処理を適切に実現した点に一つの特徴がある。すなわち、冷間加工後の成形加工性をできるだけ高めるために、冷間加工によって生ずるマルテンサイト相を適度な冷間加工で60容積%以上生成するように成分をバランスさせ、同時に時効処理後にできるだけ高強度でかつ高いばね限界値が得られるように成分を考慮し、さらに微細結晶処理時に生成するCr炭化物の析出を避けるためCを下げ、これによって生ずる加工硬化の低下分をNで補うと共に、N添加による時効硬化と微細結晶処理による時効硬化度の上昇を有効に活用するとともに、Siの添加により、より高強度が発現できるようにした。なお時効処理後さらに高強度が要求される場合、時効硬化元素としてMo, CuさらにはTi, Nb, Vを添加する。以下に先ず本発明鋼の成分範囲の限定理由の概要を説明する。

【0008】Cはオーステナイト生成元素で、高温で生成する δ フェライトの抑制、冷間加工で誘発されたマルテンサイト相の強化に極めて有効であるが、本発明鋼のごとく調質圧延後により良い成形加工性を得るためには冷間加工による強化があまり著しいと、成形加工性に劣

るようになる。また、あまりCを高くすると調質前焼鈍、あるいは時効処理条件によっては炭化物の析出を伴うおそれがある。このためCは0.08%以下とした。しかし、あまり低すぎると加工硬化が小さくなり、優れたばね特性が得られなくなる。従って、より好ましくはCは0.03%を超え0.08%以下とする。

【0009】Siは脱酸剤として有効であるが、さらに冷間加工によるマルテンサイト相の誘発および強化するうえで重要な元素であるとともに、時効処理による強化の上でも重要な元素である。しかし、あまり高くすると δ フェライトの生成を助長するとともに、添加量の割りにその効果が小さいのでその上限を3.0%とした。より好ましくは1.0%以上で3.0%以下である。

【0010】Mnは脱酸剤としても有効に働くがオーステナイト相の安定度を支配する元素で、その活用は他の元素とのバランスのもとに考慮される。本発明鋼では4.0%までのMn量での活用が図られる。ただ本発明鋼では高強度でかつ成形加工性が重要視され、特に成形加工性が厳しいものではMn量は0.5%未満とし、MnS等の介在物の生成を極力避けることが好ましい。

【0011】Crは耐食性上必須の成分である。意図する耐食性および耐熱性を付与するためには、少なくとも13%以上必要とする。しかしCrはフェライト生成元素であるため、高くしすぎると高温で δ フェライトが多量に生成してしまう。そこで δ フェライト相抑制のためにオーステナイト生成元素(C, N, Ni, Mnなど)をそれに見合った量で添加しなければならなくなるが、オーステナイト生成元素を多く添加すると室温でのオーステナイト相が安定し、冷間加工あるいは時効処理後、高強度が得られなくなる。このようなことからCrの上限は2.0%とした。

【0012】Niは高温および室温でオーステナイト相を得るために必須の成分であるが、本発明の場合、室温で準安定オーステナイト相にしてより良好な成形性を得るため、低い冷間加工で適度なマルテンサイト相を誘発させ、高強度が得られるようにしなければならない。本発明ではNiを4%より低くすると高温で多量の δ フェライト相が生成し、かつ室温でオーステナイト相以外にマルテンサイト相が生成しやすくなる。また10%を超えると冷間加工でマルテンサイト相が誘発されにくくなる。このためNi量は4.0~10.0%とした。より好ましくは5.0~8.0%とする。さらに耐久性耐熱性の面からも4.0%以上のNiは必要であり、10%を超えて添加してもその効果は飽和状態となる。この面からもNiは4.0~10.0%が好ましい。

【0013】Moは鋼のベース硬さを上昇させるとともに時効処理後の硬さを上昇させ高強度を得る上で有効に作用する。しかしフェライトフォーマーであるために多量に添加すると δ フェライト相を晶出させ、かえって強度低下の要因となるのでその上限を3.0%とした。

【0014】Cuは時効処理の際、Siとの相互作用により鋼を硬化させるものであるが、少ないとその効果は小さく、多すぎると熱間加工性を阻害し割れの要因となる。このためCuの含有量は0.5~3.0%とする。

【0015】Ti, Nb, Vは時効処理後の硬さを上昇させる上で有効に作用する。この作用を発現させるためには0.1%以上の添加を必要とする。しかし必要以上に添加すると多量の非金属介在物を生成し、疲労強度の低下、表面清浄の悪化につながるためそれぞれの上限を1.0%とする。

【0016】NはCと同様にオーステナイト生成元素であると共に、オーステナイト相およびマルテンサイト相を硬化するのに有効な元素である。またCに比べ析出物を形成しにくい耐久的な面からも有効である。このためCに変えてNを少なくとも0.06%添加する。しかし

$$M = 330 - (480 \times C\%) - (2 \times Si\%) - (10 \times Mn\%) - (14 \times Ni\%) - (5.7 \times Cr\%) - (5 \times Mo\%) - (14 \times Cu\%) - (320 \times N\%) \cdots (1)$$

この成分値の定数は、本発明鋼の開発中に実験室的に確認されたものである。このM値はオーステナイト安定度の指標となるもので、40未満の値では冷間圧延あるいは時効処理後に高強度を得るためには、室温で90%以上の強加工を施す必要があり、延性が低下するとともに60容積%以上のマルテンサイト量を得ることが困難となり、所望のばね限界値が得られなくなる。このためM値は40以上とした。

【0020】本発明鋼は以上の範囲に化学成分が調整されるが、前述以外に脱酸剤として添加されるCaやREM、熱間加工性改善に効果のあるB（0.01%以下）の他、不可避的に混入する不純物を含有することができる。

【0021】上述の範囲に調整された本発明に従う鋼は、その組織状態は溶体化処理状態で実質的にはオーステナイト組織を呈する。この鋼に50%を超える冷間圧延を加え700~1000℃の温度で調質前焼鈍を行うことにより均一な微細結晶組織を得ることができる。さらに調質圧延を施すことにより、目的とするばね特性に優れた成型加工用ばね部品としての適材を得ることができる。

【0022】従来鋼は一般的に結晶粒径は25μ前後のものであり、調質圧延後の曲げ成形加工において、後述の実施例で示すように曲げ加工部において結晶粒界や加工歪により発生したスリップバンド部分でマイクロクラックが発生し、成型加工ばね部品とした時の疲労強度を低下させている。しかるに本発明の製造法によれば、調質圧延後の曲げ成型加工によって肌荒れやマイクロクラックの発生は起こらず、成型加工ばね部品とした時の疲労強度が高いとともに、高い疲労限を示す。また調質圧延後において60容積%以上のマルテンサイト量とすることでより高いばね特性を得ることができる。これは、まず調質前焼鈍を行う前の冷間圧延において50%を超える減面率を付与しておくことにより、後述の実施例で示すように短時間の焼鈍で均一でかつ微細な結晶粒が得られ、そし

多量に添加するとブローホールの原因となるので0.30%以下とする。より好ましくは0.06~0.20%とする。

【0017】Oは疲労強度の低下要因となる非金属介在物を形成しやすく特にOとの親和力の大きいAl, Tiなどを含有するときは顕著となる。このためOは低いほど好ましいが、0.007%以下であれば本来の目的は達成される。このためOは0.007%以下とした。

【0018】なおSについては特に規制は設けないがMnとの共存のもとにMnSを生成し、延性および曲げなどの加工性の低下をもたらすので薄板で成形加工の厳しい領域ではさらにMnおよびSは低いほど好ましい。

【0019】M値：40以上について。

C, Si, Mn, Ni, Cr, Mo, CuおよびNについて上記の範囲で含有させるが、下記(1)式に従うM値が40以上となるように各成分を調整する。

て調質前焼鈍状態での強度レベルを高めることで、適度な調質圧延率で従来法と同等の特性が得られようになり、これによって、成形加工性に優れかつ表面肌荒れマイクロクラックの発生のない成形品が得られるようになる。また調質圧延後の時効処理による強度上昇についても、N, SiさらにはMo, Cu, Ti, Nb, Vなどの添加と前記の微細結晶処理によって従来法に比べ大きくなり、時効処理後に同一強度を得んとすれば、調質圧延後の強度レベルは低くすることが可能で、調質圧延ままの状態ですらに成形加工性に優れたものを提供することができる。

【0023】ここで特に調質圧延前焼鈍を700℃以上1000℃以下としているが、これは700℃未満では微細結晶粒を得るのに長時間を要し工業的でないこと、さらに1000℃を越える温度では再結晶および粒成長が著しく10μ以下の結晶粒を安定して得ることが難しいからである。また調質圧延率は調質圧延前焼鈍後の強度レベル、オーステナイト相の安定度などに支配されるが、45%未満の圧延率では目標のマルテンサイト量が得難いと共に十分なばね限界値が得られないので、該圧延率を45%以上とする。調質圧延率の上限はとくに限定しないが、本発明鋼では従来鋼よりも低い冷間圧延率で目標強度が達成されること、およびできるだけ成形加工性を保つためにその上限は70%前後が適当である。

【0024】さらにばね部品としての強度特性を一層発現するために、所望のばね部品に成形加工したあとで時効処理を施すが、その条件は300℃以上600℃以下の温度範囲とする。この下限温度300℃はこれより低い温度では目標の強度レベルを得るのに長時間を要し経済的でないこと、上限温度を600℃とするのはこれより高温では強度が上昇する以前に大幅な回復の進行が起こり、ばね部品として要求される強度が得られないからである。時効処理時間10秒以上とするのは、これより短時間では十

分な強度特性が得られないためである。なお時効処理時間の上限は特に限定されないが、製造コスト面から考えると1時間前後が好ましい。

【0025】なお、本発明は微細結晶粒を得ることで高強度でかつ成形加工性を必要とする部材、例えばオートファスナーや金属ガスケットなどでの加工部のミクロクラックの発生を防止し、その後の疲労寿命をも改善したものであるが、さらに調質圧延後のマルテンサイト量を60容積%以上とすることで高いばね限界値を付与することができ、これによってばねの小型化が可能となる。すなわち、本発明の目的の一つであるばね部品の小型化、軽量化を達成するためには優れたばね特性が要求されるが、このばね特性の向上にはマルテンサイト相が主要な役割を果たしており、所望のばね限界値を得るためには少なくとも60容積%以上のマルテンサイト量を必要とする。

【0026】このように適度な調質圧延率で高いばね限界値と成形加工性を付与したところに本発明の特徴があるが、その冶金学的な内容は次のように要約することができる。すなわち、組織的には微細結晶粒化とマルテンサイト量を適切に調節する点を基本とし、成分的には低温あるいは短時間再結晶焼鈍中に生じる炭化物の析出防止のために適度なC量とするとともにC低下に伴う強度低下をN添加により補って高強度を得るとともに、微細結晶化により低い調質圧延率でも微細かつ緻密に α -相を分布させ、さらにNとSiの添加により時効による強度上昇を図り、またSiとCuの複合添加でさらに時効による強度上昇を高めたものであり、これによってより低い調質圧延率でも時効後高強度が得られ、よりばね特性に優れたものを提供することを可能にした。

【0027】なお、本発明法の実施にさいし、調質前焼鈍は鋼帯を連続通板する連続焼鈍炉を用いて行なうことができ、前述の焼鈍条件において再結粒径が 10μ 以下実質的には $1\sim 5\mu$ となるような調質前焼鈍鋼帯を製造することができる。また本発明鋼は溶体化処理状態で準安

定オーステナイト相を呈するように成分調整してあることで調質前焼鈍までの熱間圧延や冷間圧延工程は従来鋼と同要領で製造することができる。ただし、安定した微細結晶粒を得るためには調質前焼鈍を施す前の冷間圧延だけは45%を超える圧延率を採用する必要があることは前述のとおりである。以下に実施例によって本発明の効果を具体的に示す。

【0028】

【実施例】表1に示す成分(重量%)の本発明鋼(N1~9)、従来鋼(A)および比較鋼(a, b, c)を通常の大気溶解炉で溶製し、熱間圧延を施した後、冷延、焼鈍、酸洗を行い、最終調質圧延後の板厚を0.30mmとした。これを冷延ままのサンプルとして採取した。さらに該鋼板に400°Cで30分間の時効処理を施し、これを時効処理後のサンプルとした。なお、各鋼についての調質前焼鈍の前の冷間圧延率、調質前焼鈍条件、および調質圧延率の詳細は表2に示した。

【0029】採取した各サンプルについて引張試験を行なうと共に、時効処理前の冷延ままのサンプルについては形成加工性の試験を、また時効処理後のサンプルについてはばね限界値の測定と疲労試験を行った。それらの結果を表2中に併記した。また、表2中には調質前焼鈍した状態での結晶粒径(μ)および調質圧延後のマルテンサイト量(α -量)も併せて示した。成形加工性試験は図4に示す形状に試験片を成形加工したときの外側R部と内側R部($R=0.2$)を観察し、ミクロクラックなし(○印)、微細なミクロクラック有り(△印)、割れあり(×)で評価した。また疲労試験は、図4のWビード形状に成形加工した試験片に、最大応力100kg/mm²の荷重を応力振幅40kg/mm²のもとで付加する片振り引張り疲労試験を行い、破断に至るまでの繰返し回数 $\times 10^4$ で評価した。

【0030】

【表1】

区分	試料No	C	Si	Mn	Ni	Cr	Cu	N	Mo	Ti	Nb	V	O	M値
本 発 明 鋼	N 1	0.053	1.82	0.22	6.73	16.33	—	0.112	—	—	—	—	0.0035	75.6
	N 2	0.055	2.55	0.43	7.00	16.57	—	0.089	—	—	—	—	0.0033	73.3
	N 3	0.048	1.78	0.56	6.34	16.43	1.98	0.088	—	—	—	—	0.0056	59.5
	N 4	0.058	2.05	0.38	5.97	15.64	—	0.122	1.55	—	—	—	0.0042	74.6
	N 5	0.063	2.26	1.12	5.55	14.56	1.58	0.087	1.26	—	—	—	0.0039	67.1
	N 6	0.062	1.93	0.53	6.38	15.74	—	0.088	—	0.34	—	—	0.0062	55.5
	N 7	0.056	1.99	0.65	5.78	15.78	1.05	0.113	1.06	—	0.42	—	0.0057	65.6
	N 8	0.057	1.54	0.45	5.77	16.28	1.53	0.095	—	—	0.45	—	0.0047	64.4
	N 9	0.061	2.55	0.58	6.86	15.38	—	0.087	—	—	—	0.52	0.0038	51.6
比 較 鋼	A	0.110	0.55	1.05	7.03	17.30	—	0.012	—	—	—	—	0.0055	64.5
	a	0.045	1.07	0.98	8.22	15.68	—	0.013	—	—	—	—	0.0066	87.7
	b	0.058	1.35	1.34	8.67	17.89	—	0.119	—	—	—	—	0.0058	24.4
	c	0.055	1.55	0.53	7.12	16.12	—	0.097	—	—	—	—	0.0195	72.4

区分	試験片	製造方法	調質温度 (°C)	調質時間 (分)	調質圧延率 (%)	調質温度 (°C)	調質時間 (分)	調質圧延率 (%)	調質温度 (°C)	調質時間 (分)	調質圧延率 (%)	調質温度 (°C)	調質時間 (分)	調質圧延率 (%)	商標のまま				時効処理後(400°C×30分)			
															成形加工性		引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	ばね限界値 (kg/mm ²)	片割れ引張強さ (kg/mm ²)
															P	R						
1	N1	本発明法	60	950	47.0	7.0	75	75	75	75	75	75	75	75	○	○	160.5	6.0	192.6	3.5	175	600
2	N1	本発明法	65	800	52.5	3.0	82	82	82	82	82	82	82	82	○	○	168.0	4.5	199.5	2.5	180	550
3	N2	本発明法	60	800	50.0	4.0	69	69	69	69	69	69	69	69	○	○	165.0	5.5	199.0	2.3	175	切れず
4	N3	本発明法	65	700	50.0	1.5	68	68	68	68	68	68	68	68	○	○	165.0	4.0	200.6	1.9	160	切れず
5	N4	本発明法	60	900	55.0	4.0	84	84	84	84	84	84	84	84	○	○	165.9	4.0	198.9	1.8	190	650
6	N5	本発明法	60	950	50.0	5.0	62	62	62	62	62	62	62	62	○	○	162.5	6.2	197.5	2.5	155	650
7	N6	本発明法	65	950	50.0	2.5	79	79	79	79	79	79	79	79	○	○	159.7	7.3	202.5	2.0	175	400
8	N7	本発明法	60	900	52.5	3.0	69	69	69	69	69	69	69	69	○	○	161.3	5.6	198.3	2.8	158	450
9	N8	本発明法	60	900	47.5	3.5	67	67	67	67	67	67	67	67	○	○	160.5	5.0	199.6	2.1	167	-
10	N9	本発明法	65	950	50.0	3.5	74	74	74	74	74	74	74	74	○	○	163.8	4.2	199.2	1.9	179	-
11	N1	従来法	60	1050	60.5	33.0	88	88	88	88	88	88	88	88	△	×	165.0	2.5	195.3	1.0	188	50
12	N1	従来法	55	1050	40.0	28.0	55	55	55	55	55	55	55	55	△	○	139.5	6.5	168.0	2.5	180	45
13	N9	本発明法	55	900	40.0	4.0	55	55	55	55	55	55	55	55	○	○	148.0	5.5	182.0	3.5	136	-
14	N3	比較法	30	800	40.0	28.0	54	54	54	54	54	54	54	54	△	△	143.0	6.5	174.3	1.7	134	130
15	A	従来法	65	1050	65.0	25.0	78	78	78	78	78	78	78	78	△	×	169.3	1.9	186.5	0.5	150	36
16	A	従来法	65	1050	40.0	28.0	48	48	48	48	48	48	48	48	△	○	151.5	5.3	166.9	1.7	92	40
17	a	本発明法	60	800	65.5	3.5	83	83	83	83	83	83	83	83	○	×	159.5	1.2	177.7	0.8	180	12
18	b	本発明法	60	800	75.0	4.0	41	41	41	41	41	41	41	41	○	×	153.5	0.9	159.5	0.4	135	9
19	c	本発明法	60	900	42.5	4.0	61	61	61	61	61	61	61	61	○	○	149.0	6.5	178.0	2.5	180	260

注1) 成形加工性のP、Rは図3に示す所状に加工した時の曲げのR部を示す。
P：内側R部、R：外側R部、○：ミクロクラック発生、△：ミクロクラック発生し、×：割れ有り。
注2) 片割れ引張強さは試験結果、ばね限界値は計算値、伸びは試験結果、×：割れ有り。

【0032】表2の結果から次のことが明らかである。
なお、ばね材としては高強度であることが望ましく、時効処理後の引張強さで少なくとも180kg/mm²程度の強度を目標とする。

【0033】本発明に従う実施例No.1～10では、すなわち本発明法による微細結晶処理材では、いずれの鋼も成形加工時ミクロクラックあるいは割れを発生することなく、しかも時効処理後十分な引張強さを有している。本発明鋼(N1)でも従来法による製造では比較例No.11のように時効処理後高強度を得るためには、時効処理前の調質圧延率を高める(60%)必要があり、この場合には、Wビードに成形加工した時に内側(F)および外側(R)の両R部ともにミクロクラックが発生する。また、比較例No.12のように成形加工性を高めるために調質圧延率を下げる(40%)と外側(R)R部には割れを

発生することなく成形できるが、内側R部(F)にはミクロクラックが発生する。したがっていずれも加工成形ばね部材としての特性が劣る。

【0034】比較例No.14は、本発明鋼(N3)について、調質前焼鈍の圧延率が本発明法で規定する範囲より低いものについての例であるが、本発明に従う微細結晶処理を施しても混粒となり内側(F)R部には微細なミクロクラックが発生する。

【0035】比較鋼No.17は、本発明鋼よりもNが低く外れている鋼(a)に対して本発明法で製造したものであるが、時効処理後高強度を得るためには、Nが低く加工硬化が小さいために時効処理前の調質圧延率を高める必要がある。このため、内側(F)R部にはミクロクラックは発生しないが、外側(R)R部で割れが発生する。比較鋼No.18は、本発明鋼からM値が低く外れてい

る鋼(b)に対して本発明法で製造したものであるが、M値が低いので加工硬化が小さく、時効処理後高強度を得ようすると比較鋼(a)と同様な結果をもたらす。また従来鋼No.15でも時効処理後180kg/mm²前後の引張強さを得ようすると、時効処理前の成形加工において内側(F)、外側(R)のR部ともにミクロクラックや割れが発生する。また、従来鋼No.16のように時効処理後の引張強さを165kg/mm²前後となるように調質圧延率を低下させても結晶粒径が大きい内側(F)R部にミクロクラックが発生する。

【0036】図1は、比較例No.11について前記の成形加工後の内側(F)R部の表面状態を示した写真であるが、多くのミクロクラックの発生が認められる。図2は本発明例No.1についての該成形加工後の内側(F)のR部の同様の写真であるが、ミクロクラックの発生は認められない。

【0037】これらの成形加工時の表面状態が疲労特性に及ぼす影響を調査するため、図4に示す形状のWビードを成形付与した試験片を片振り引張り疲労試験し(図5のようにWビード加工を付与した試験片に最大応力100kg/mm²の荷重を付加した状態で振幅応力を各種変化させて加えた)、疲労特性に及ぼす成形加工の影響を調べた。その結果を図3に示した。図3は従来法により製造したもの(比較例No.11)と、本発明法により製造したもの(本発明例No.1)について、縦軸に付与した応力振幅の大きさを、横軸に破断に至るまでの繰返し回数で比較して示しているが、ミクロクラックのない本発明によるものは疲労強度および疲労限が高いことが明らかであり、R部のミクロクラックや割れが疲労寿命に大きく影響することが認められる。このことは表2の疲労試験結果からも明らかであり、内側(F)R部ならびに外側(R)R部のミクロクラックや割れが疲労寿命に影響していることが認められる。なお、比較鋼(c)はOの高い鋼であり、この鋼を本発明法に従う製造方法を適用してもNo.19に見られるように、非金属介在物の影響により疲労強度が劣るようになる。

【0038】図6は微細再結晶特性に及ぼす焼鈍時間の影響を示したものである。供試材はいずれも本発明鋼のN3である。焼鈍前(本発明でいう調質前焼鈍)の冷間圧延率を30%(●印)施したものと、65%(○印)施したものではその再結晶特性が異なる。焼鈍前の冷間圧延率が本発明範囲の65%では、10分前後から硬さは急速に軟化し、20分では十分再結晶していることが認められた。しかし30%冷延材では軟化するのに300分前後を必要とし、しかも再結晶も部分的に起こり、未再結晶部分を含む混合組織となり均一で微細な再結晶組織のものが得難かった。すなわち工業的生産規模で容易に短時間で均一な再結晶粒を得るためには、焼鈍前に十分な冷間加

工を付与しておくことが必要であることが認められる。

【0039】図7には表2で示した調質圧延後のマルテンサイト量(α' 量)とばね限界値との関係を示したものである。図7から明らかなようにマルテンサイト量が60%を超えるとばね限界値は急速に高くなり優れた特性を示す。特に本発明の範囲内(○印)にあるものはいずれも150kg/mm²以上の値を示している。これは前述したように一つには微細結晶処理により結晶粒が微細化されることにより調質圧延後のマルテンサイト相が微細化されたこと、さらにSi添加によるマルテンサイト相の微細化が加味されたことによる。このため、本発明の成分範囲内にあるものでも従来の製造方法による結晶粒径の大きいもの(N1●印)では、マルテンサイト量が高くても本発明法と同等のばね特性は示さない。さらに従来鋼(▲)は低いばね限界値しか得られない。

【0040】

【発明の効果】以上詳述したごとく、本発明鋼は従来のばね用ステンレス鋼SUS301系鋼に比べて時効による強度上昇が大きいので、時効処理前の強度を下げるができる。このためより優れた成形加工性を有する。しかも時効処理後は、特に本発明法によれば成形加工部の疲労特性が著しく優れたばね用ステンレス鋼板を提供することができる。これは成形加工用ばね部品として成形加工したとき、より小さいRで成形加工することが可能でかつ疲労特性に優れた物が得られることは明らかである。また金属ガasketのごとくビード成形加工が付与されるような用途でも著しく寿命の長いものが得られることも明らかである。また高いばね限界値を有しかつ成形加工性に優れているため、部品の小型化なども可能である。さらにその製造にあたってコスト的には従来鋼と何が変わるところはないので経済的である。

【図面の簡単な説明】

【図1】 比較例No.11の成形加工後の内側(F)R部の金属表面の写真である。

【図2】 本発明例No.1の成形加工後の内側(F)のR部の金属表面の写真である。

【図3】 本発明鋼N1を従来法および本発明法で製造したときのWビード加工品の片振り引張り疲労試験結果を示す図である。

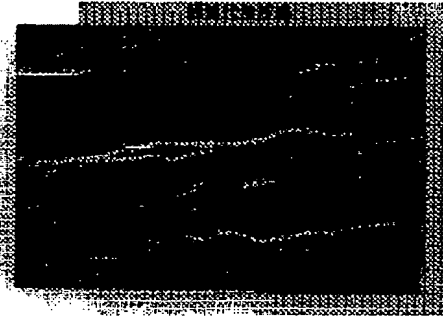
【図4】 成形加工性を評価したWビード形状を示す略断面図である。

【図5】 Wビード加工付与材の片振り引張り疲労試験の概要を説明するための図である。

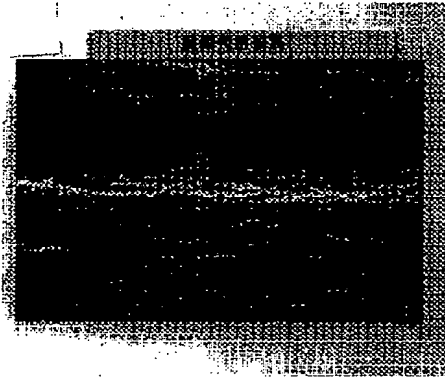
【図6】 本発明鋼N3の焼鈍(調質前焼鈍)前の圧延率を30%と65%施した材料の700℃での焼鈍時間と硬さおよび結晶粒径との関係を示す図である。

【図7】 マルテンサイト量とばね限界値(kb)との関係を示す図である。

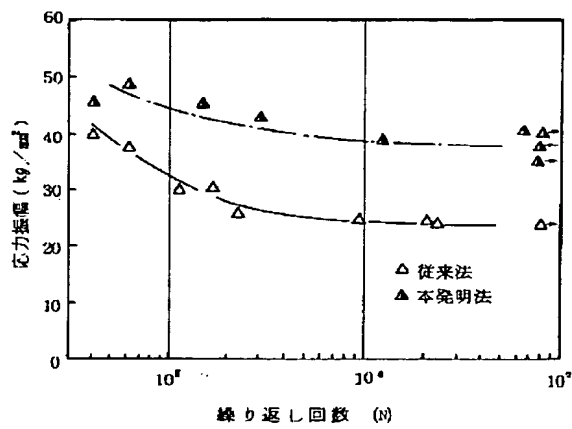
【図1】



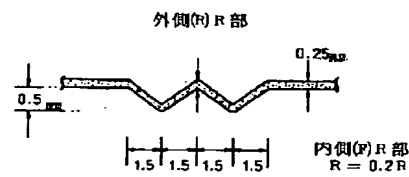
【図2】



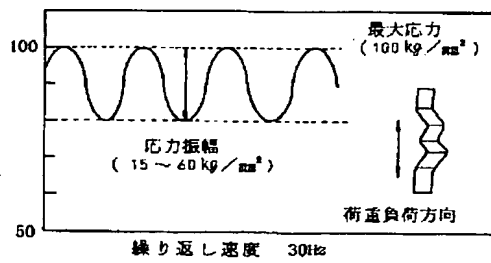
【図3】



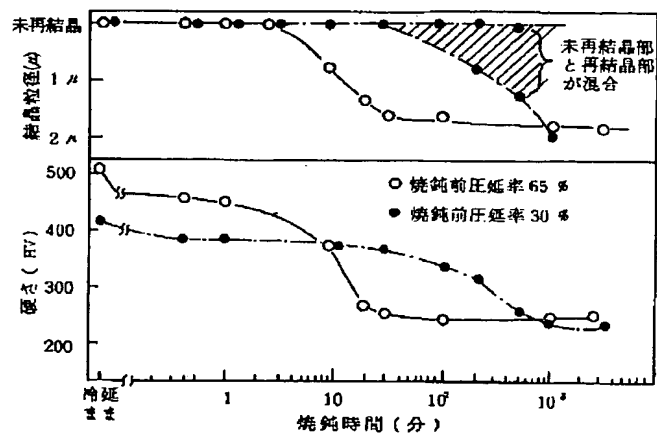
【図4】



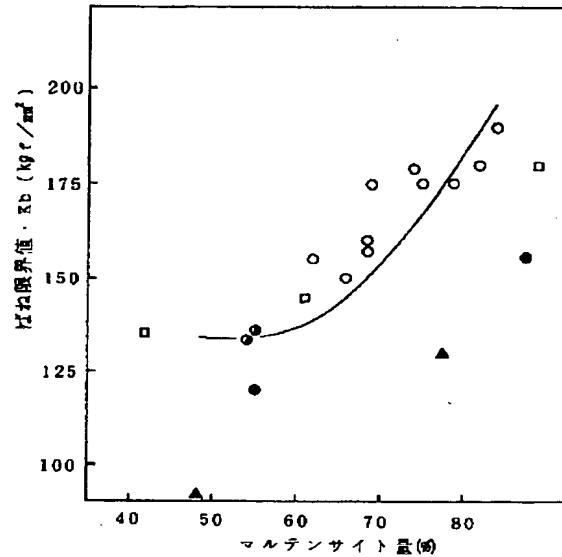
【図5】



【図6】



【図7】



【手続補正書】

【提出日】平成5年3月4日

【手続補正1】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】図面の簡単な説明

【補正方法】変更

【補正内容】

【図面の簡単な説明】

【図1】 比較例No. 11の成形加工後の内側（F）R部の金属組織の写真である。

【図2】 本発明例No. 1の成形加工後の内側（F）のR部の金属組織の写真である。

【図3】 本発明鋼N1を従来法および本発明法で製造

したときのWビード加工品の片振り引張疲労試験結果を示す図である。

【図4】 成形加工性を評価したWビード形状を示す略断面図である。

【図5】 Wビード加工付与材の片振り引張疲労試験の概要を説明するための図である。

【図6】 本発明鋼N3の焼鈍（調質前焼鈍）前の圧延率を30%と65%施し材料の700℃での焼鈍時間と硬さおよび結晶粒径との関係を示す図である。

【図7】 マルテンサイト量とばね限界値（ σ_b ）との関係を示す図である。

フロントページの続き

(72)発明者 林 茂人

山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製
鋼株式会社鉄鋼研究所内

(72)発明者 田中 照夫

東京都千代田区丸の内三丁目4番1号 日
新製鋼株式会社内